

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-122413

(43)Date of publication of application : 12.05.1995

(51)Int.Cl. H01F 1/053
B22F 3/00
C22C 38/00
C22C 38/10
H01F 1/08
H01F 41/02

(21)Application number : 05-270801 (71)Applicant : HITACHI METALS LTD

(22)Date of filing : 28.10.1993 (72)Inventor : NOGUCHI MASAKO
TANIGUCHI FUMITAKE
KAWADA TSUNEHIRO
KOJO KATSUHIKO

(54) RARE EARTH PERMANENT MAGNET AND MANUFACTURE THEREOF

(57)Abstract:

PURPOSE: To increase the coercive force by adding heavy rare earth elements such as Dy, Tb, Ho, etc., simultaneously suppressing the decline in the residual magnet flux density due to the addition of the heavy rare earth elements to the utmost.

CONSTITUTION: Within the title rare earth permanent magnet composed of the main phase mainly comprising R₂T₁₄B crystal grains (R: one or exceeding two kinds of rare earth elements, T: one or exceeding two kinds of transition metals) as well as the main component phase comprising R rich phase (R: one or exceeding two kinds of rare earth elements), a heavy rare earth element is to be distributed at least in three positions in high concentration inside R₂T₁₄B crystal grains.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-122413

(43) 公開日 平成7年(1995)5月12日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
H 0 1 F 1/053				
B 2 2 F 3/00		C		
C 2 2 C 33/00	3 0 3	D		
			H 0 1 F 1/ 04	A
			1/ 08	B
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 7 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号	特願平5-270801	(71) 出願人	000005083 日立金属株式会社 東京都千代田区丸の内2丁目1番2号
(22) 出願日	平成5年(1993)10月28日	(72) 発明者	野口 雅子 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社磁性材料研究所内
		(72) 発明者	谷口 文丈 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社磁性材料研究所内
		(72) 発明者	川田 常宏 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社磁性材料研究所内
		(74) 代理人	弁理士 大場 充
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 希土類永久磁石およびその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明はDy、Tb、Ho等の重希土類元素の添加によって保磁力を改善すると同時に、重希土類元素の添加に伴う残留磁束密度の低下を極力抑制することを目的とする。

【構成】 $R_2T_{14}B$ 結晶粒 (Rは希土類元素の1種または2種以上、Tは遷移金属の1種または2種以上) を主体とする主相と、Rリッチ相 (Rは希土類元素の1種または2種以上) とを主構成相とする希土類永久磁石において、前記 $R_2T_{14}B$ 結晶粒内で重希土類元素が少なくとも3カ所高濃度に分布する希土類永久磁石。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 $R_2T_{14}B$ 結晶粒（ R は希土類元素の1種または2種以上、 T は遷移金属の1種または2種以上）を主体とする主相と、 R リッチ相（ R は希土類元素の1種または2種以上）とを主構成相とする希土類永久磁石において、前記 $R_2T_{14}B$ 結晶粒内で重希土類元素が少なくとも3カ所高濃度に分布することを特徴とする希土類永久磁石。

【請求項2】 重希土類元素が Dy である請求項1に記載の希土類永久磁石。

【請求項3】 $R_2T_{14}B$ 結晶粒内において、高重希土類元素濃度 R_{Hx} 、低重希土類元素濃度 R_{Ln} 、重希土類元素バルク濃度 R_{Bx} が、

$$(R_{Hx} - R_{Ln}) / R_{Bx} \geq 1.0$$

となることを特徴とする請求項1または2に記載の希土類永久磁石。

【請求項4】 $R_2T_{14}B$ 結晶粒を主構成相とする $R-T-B$ 系合金（ R は Y を含む希土類元素の一種または二種以上、 T は遷移金属の一種または二種以上）と、重希土類元素を少なくとも一種含有し $R-T$ 共晶の面積率が50%以下である $R-T$ 系合金をそれぞれ粉碎・混合後、成形、焼結することを特徴とする希土類永久磁石の製造方法。

【請求項5】 $R-T$ 合金が R_2T_{17} 相、 R_2T_7 相、 R_1T_2 相、 R_1T_3 相を一種または二種以上含有する請求項4に記載の希土類永久磁石の製造方法。

【請求項6】 $R_2T_{14}B$ 結晶粒を主構成相とする $R-T-B$ 系合金（ R は Y を含む希土類元素の一種または二種以上、 T は遷移金属の一種または二種以上）と、 $R-T$ 共晶の面積率が50%以下である $R-T$ 系合金をそれぞれ粉碎・混合後、成形、焼結することを特徴とする希土類永久磁石の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は希土類元素 R 、遷移金属 T 、ホウ素 B を主成分とする磁気特性に優れた希土類永久磁石に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 希土類磁石の内 $Nd-Fe-B$ 系焼結磁石は高い磁気特性を有すること、 $Sm-Co$ 系磁石に比べ資源的に有利であること等の理由からその需要は年々増大している。 $Nd-Fe-B$ 系焼結磁石は主に、主相である $R_2T_{14}B$ 結晶粒、 R リッチ相と呼ばれる非磁性相、 B リッチ相と呼ばれる RT_2B_4 相および R 酸化物相から構成され、磁性を担う主相の $R_2T_{14}B$ 結晶粒の周囲を焼結時に液相となり焼結を促進する非磁性の R リッチ相が取り囲み磁気的な結合を切り離す事によって、高い残留磁束密度 B_r と保磁力 iH_c が実現される。

【0003】 しかし、 $Nd-Fe-B$ 系焼結磁石はキュリー点が低い（ $Nd_2Fe_{14}B$: 312℃）ため、磁気

特性の温度による影響が大きい。特に保磁力は温度上昇による低下が著しい。そのため $Nd-Fe-B$ 系焼結磁石に適当な添加物を加えて室温での保磁力を高め、昇温によって保磁力が低下しても使用に支障を来さない程度に維持できるようにする試みがなされ、その添加物として Dy 、 Tb 、 Ho 等の重希土類元素が使用される（特開昭60-32306号）。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 しかし Dy 、 Tb 、 Ho 等の重希土類元素の $R_2Fe_{14}B$ 化合物は異方性磁界 H_k は高いが飽和磁化 I_s が低い為、その添加により保磁力は向上するものの残留磁束密度は低下してしまう。

【0005】 したがって、本発明は Dy 、 Tb 、 Ho 等の重希土類元素の添加によって保磁力を改善すると同時に、重希土類元素の添加に伴う残留磁束密度の低下を極力抑制することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明は、 $R_2T_{14}B$ 結晶粒（ R は希土類元素の1種または2種以上、 T は遷移金属の1種または2種以上）を主体とする主相と、 R リッチ相（ R は希土類元素の1種または2種以上）とを主構成相とする希土類永久磁石であって、前記 $R_2T_{14}B$ 結晶粒内で重希土類元素が少なくとも3カ所高濃度に分布する希土類永久磁石である。本発明において、重希土類元素とは Gd 、 Tb 、 Dy 、 Ho 、 Er 、 Tm 、 Yb 、 Lu 、 Y である。

【0007】 本発明の永久磁石は、 $R_2T_{14}B$ を主構成相とする $R-T-B$ 系合金（ R は Y を含む希土類元素の一種または二種以上、 T は遷移金属の一種または二種以上）と、重希土類元素を少なくとも1種含有する $R-T$ 共晶の面積率が50%以下である $R-T$ 系合金をそれぞれ粉碎・混合後、成形、焼結することにより得られる。

【0008】

【作用】 本発明希土類永久磁石が高い磁気特性を得られる理由は、 $R-T$ 系合金に重希土類元素を添加することによる。 $R-T$ 系合金に重希土類元素を添加することにより、 $R_2T_{14}B$ 結晶粒内で重希土類元素が少なくとも3カ所高濃度に分布する組織が形成され、それに起因して高い磁気特性を得ることができる。すなわち、重希土類元素濃度の高い部分が主相中で磁壁の移動を困難にするピンニングサイトとして機能することによって、高い磁気特性が実現されるのである。また、重希土類元素を添加することにより $R-T$ 系合金中の $R-T$ 共晶の面積率を50%以下に低減し、 $R-T$ 合金粉末の酸化を防止することができ、磁気特性の低下を防止することができる。

【0009】 本発明希土類永久磁石の組織を例をあげて説明する。図1に焼結過程を経て形成される永久磁石の組織を模式的に示す。

（a）は焼結前の $Nd_2Fe_{14}B$ を主体とする $R-T$

B系合金粉末、 $Dy_2Fe_{14}B$ を主体とするR-T系合金粉末の混合状態を示す。図中のAが、R-T-B系合金粉末であり、BがR-T系合金粉末である。

【0010】(b)は焼結過程を示す。焼結はまず低融点なR-T系合金粉末とR-T-B系合金粉末中の $Nd_2Fe_{14}B$ 以外の低融点相が溶解し、液相を生成することによって進行する((b)の1)。さらに高温にすると液相中に $Nd_2Fe_{14}B$ 化合物が溶解するとともに液相中から $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 化合物が析出する溶解析出反応によって $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 化合物相が成長していく((b)の2)。この時、焼結前はDyは液相中にしか含まれていないが、Dyは析出した $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 化合物相に含まれる。

【0011】この析出した $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 化合物に含まれるDyは、Dyを含まない $Nd_2Fe_{14}B$ 化合物相へ、更に $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 結晶粒内のDy濃度の高い部分から低い部分へと拡散していく。

【0012】拡散が平衡に達すれば $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 結晶粒内でDyは均一に存在するものと考えられるが、拡散速度は $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 結晶粒の析出、成長速度に追いつかず、その結果、(c)に示すように焼結後の組織中には $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 結晶粒内にDy濃度の高い部分が分布をもって存在することとなる。またその数は平均粒径2~5 μm の合金粉末が焼結によって平均粒径8~15 μm と約3倍の $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 結晶粒を形成することから、焼結したR-T-B結晶粒を直線的に切ると少なくとも3カ所以上存在することとなる。

【0013】この $(Nd, Dy)_2Fe_{14}B$ 結晶粒内のDy濃度の高い部分は異方性磁界 H_A が大きいため、その部分の磁化反転に大きい磁場を要し磁壁移動を困難にする。そのため磁壁移動を困難とするピンニングサイトとして機能し、結晶粒自体の磁化反転に要する磁場を増大するため保磁力が向上する。

【0014】この様にDy等の重希土類元素を不均一に分布させた場合、 $R_2T_{14}B$ 結晶粒内に均一に分布させ、 $R_2T_{14}B$ 結晶粒全体の異方性磁界を増大し保磁力を増加した場合より保磁力が向上し、且つ重希土類元素の添加に伴う $R_2T_{14}B$ 化合物の飽和磁化 I_s の低下による残留磁束密度の低下を最小限に抑制することが可能となり、高い残留磁束密度 B_r が得られるため高いエネルギー積 $(BH)_{max}$ を有する永久磁石を得ることが可能となる。

【0015】本発明希土類永久磁石は、 $R_2T_{14}B$ を主構成相とするR-T-B系合金(R:Yを含む希土類元素の一種または二種以上、T:遷移金属の一種または二種以上)と、重希土類元素を少なくとも1種含有しR-T共晶の面積率が50%以下であるR-T系合金をそれぞれ粉碎後、混合、成形、焼結することにより、得られる。

【0016】R-T系合金におけるR-T共晶の面積率を50%以下としたのは、R-T系合金粉碎時の酸化を極力防止するためである。すなわち磁気特性の低下を招く酸化は、合金中に存在する酸化し易い希土類元素から構成されるR-T共晶などが製造工程中、特に粉碎工程において酸化されることに起因するから、R-T共晶を低減することにより酸化を防止することができる。

【0017】重希土類元素を添加することによりR-T共晶量が低下できる理由をDyの添加を例に上げて説明する。例えば、全体組成が $Nd_2Fe_{14}B$ であるNd-Fe二元系の合金溶湯を冷却凝固する場合、生成温度の関係($Nd_2Fe_{14}B$ 相、 $Nd_2Fe_{14}B$ 相の生成温度は1185℃、1130℃)で $Nd_2Fe_{14}B$ 相ではなく Nd_2Fe_{17} 相が晶出する。 Nd_2Fe_{17} 相が晶出するとFeが多量に消費されるので未凝固部分の組成はNdが富んだ組成にずれ、共晶組成に達したときNd-Fe共晶を生成する。

【0018】したがって、Nd-Fe共晶が晶出するのは Nd_2Fe_{17} 相が生成する為であると認められるので、Nd-Fe共晶を低減するには $Nd_2Fe_{14}B$ 相を先に晶出させればよい。そこで、Dyを添加するとNd-Dy-Fe三元系では生成温度が高い $Dy_2Fe_{14}B$ 相(生成温度:1270℃)を生成する。 $Dy_2Fe_{14}B$ 相が生成することにより、未凝固部分のFe量が減少し、多量にFeを消費する Nd_2Fe_{17} 相(生成温度:1185℃)よりも生成温度の低い $Nd_2Fe_{14}B$ 相(生成温度:1130℃)が優先的に晶出し、R-T共晶を低減することが可能となる。なお、上記相以外に晶出する相としては、 Nd_2Fe_{17} 相、 $Nd_2Fe_{14}B$ 相も晶出することがある。

【0019】R-T共晶の面積率が50%以下であるR-T系合金は、例えば $R \leq 55 \text{ wt\%}$ (ただし、重希土類元素必須)、 $T:Ba1$ の組成にすることによって得ることができる。

【0020】また、R-T-B系合金は $R_2T_{14}B$ 結晶粒を主構成相とするのが望ましく、合金中に占める $R_2T_{14}B$ 結晶粒は多い方が望ましい。例えば、 $27 \text{ wt\%} \leq R \leq 30 \text{ wt\%}$ 、 $1.0 \text{ wt\%} \leq B \leq 1.2 \text{ wt\%}$ 、 $T:Ba1$ の組成にすることによって $R_2T_{14}B$ 結晶粒の面積占有率が90%を越えるR-T-B系合金を得ることができる。なお、本発明において $R_2T_{14}B$ 結晶粒、R-T共晶の面積率は走査型電子顕微鏡を用いて求めた。具体的には、400倍の組織写真を得、組織写真から5mm間隔で点を抽出し、その点に占める $R_2T_{14}B$ 結晶粒、R-T共晶の割合を面積率とした。

【0021】粉碎は、スタンプミル、ジョークラッシュ、ブラウンミル、ディスクミル等で、500 μm 以下に粗粉碎した後、ジェットミル、振動ミル、ボールミル等で2~5 μm に微粉碎を行う。いずれも酸化を防ぐために有機溶媒や不活性ガスを用いて非酸化性雰囲気中で行う。成形は、横磁場成形(加圧方向と磁場印加方向が

垂直)を行う。焼結はAr、He等の不活性ガス中または真空中で1000～1200℃の温度で行われる。熱処理は用いる元素の種類や組成によって異なるが非酸化性雰囲気中で400～1000℃の範囲で行われる。

【0022】

【実施例】

(実施例1) 純度95%以上のNd、Dy、B、電解鉄*

*を使用し高周波溶解によって表1に示す組成のR-T-B系合金、R-T系合金および単味組成(合金No. 2と合金No. 4の配合組成と等しい)の合金を作製した。

【0023】

【表1】

合金 No.	種別	配合組成 (wt %)				R-T 共晶量 (%)
		Nd	Dy	B	Fe	
1	R-T-B系	25.68	1.00	1.10	72.22	—
2		26.68	—	1.10	72.22	—
3		24.68	2.0	1.10	72.22	—
4	R-T系	60.0	10.0	—	30.0	46
5		50.0	20.0	—	30.0	46
6		70.0	—	—	30.0	71
7	単味組成	24.01	2.0	0.99	68.00	—

【0024】表1に示す合金の内、R-T-B系合金についてそれぞれ1100℃×20Hの均質化処理を行った後、500μm以下に粗粉碎し、R-T-B系合金粉末とした。R-T系合金については、溶解凝固後、500μm以下に粗粉碎し、R-T系合金粉末とした。さらにR-T-B系合金粉末に対してR-T系合金粉末を配合比10wt%で混合し、Dyを添加したR-T-B系合金粉末とR-T系合金粉末を、Dyを含まないR-T-B系合金粉末にDyを添加したR-T系合金粉末を混合することによって混合後のDy量が1.9～2.0wt%

※t%になるようにした。これを窒素を粉碎媒体としたジェットミルによって平均粒径2～5μmになるように微粉碎した。得られた微粉碎粉を10kOeの磁界中で成形圧力2ton/cm²で横磁場成形した。成形体は真空中で1060℃×2hで焼結した後、Ar雰囲気中で900℃×2hの一次熱処理を行い、更に640℃×1hの二次熱処理を行った。以上の手順で得られた永久磁石の磁気特性を表2に示す。

【0025】

【表2】

合金 No.				混合後の Dy量 (wt %)	Br (kG)	iHc (kOe)	(BH) max (MGoe)
R-T-B系		R-T系					
2		5	○	2.0	13.45	13.86	42.83
1	○	4	○	1.9	13.20	13.25	41.11
3	○	6		1.8	13.00	12.22	38.38
5	○			2.0	11.15	13.03	38.02

※ ○印はDy添加の有無を示す。

【0026】表2より、単味組成の合金から得た磁石より、2種の合金から作製しR-T系合金に重希土類元素を添加した磁石の方が高い磁気特性が得られることがわかる。また、DyはR-T-B系合金とR-T系合金の両方に添加するよりも、R-T系合金に添加した方が残留磁束密度Brに優れた磁石が得られることがわかる。さらに、R-T-B合金にのみDyを添加し、R-T合

合金にDyを添加しない場合、単味組成合金から得た永久磁石より保磁力が低下していることが認められる。

【0027】(実施例2) 実施例1において、合金No. 2およびNo. 5から得られた焼結体、合金No. 1およびNo. 4から得られた焼結体、単味組成の合金から得られた焼結体の組織の違いを調べた。焼結体の液相部であるRリッチ相をエッチングにより除去した後、

R, T, B結晶粒内の元素分布をEPMA（電子プローブマイクロアナライザー）によって分析した。EPMAは加速電圧30kV時に最小スポットサイズ約1.0μmφに設定し線分析を行った。得られた結果を図2、図3、図4に示す。

【0028】図2は、合金No. 2およびNo. 4から得られた焼結体の組織、図3は、合金No. 1およびNo. 3から得られた焼結体の組織、図4は単味組成の合金から得られた焼結体の組織を示す。図2、図3は、DyがR, T, B結晶粒内で不均一に分布し、Dy濃度の高い分布が少なくとも3カ所以上あることが確認される*

*のに対し、図4はDyがほぼ均一に分布していることが確認された。

【0029】図2～図4に示す線分析結果よりDy濃度の高い部分（ R_{max} ）、低い部分（ R_{min} ）およびバルク濃度（ R_{avg} ）を求め、さらに、 R_{max} 、 R_{min} 、 R_{avg} より $(R_{max} - R_{min}) / R_{avg}$ を求めた。結果を表3に示す。表3より、高い磁気特性が得られた合金No. 2、No. 4から得た磁石は $(R_{max} - R_{min}) / R_{avg}$ が1以上になっていることがわかる。

【0030】

【表3】

合金 No.				Dy 濃度(wt%)			$R_{max} - R_{min}$
R-T-B系		R-T系		R_{max}	R_{min}	R_{avg}	R_{avg}
2		4	○	2.55	0.16	2.0	1.20
1	○	3	○	2.18	0.59	1.9	0.84
5	○			2.19	1.71	2.0	0.24

※ ○印はDy添加の有無を示す。

【0031】（実施例3）純度95%以上のNd, Dy, B, Co, 電解鉄を使用し高周波溶解によって表4に示すR-T-B系合金とR-T系合金を作製した。 ※

※【0032】

【表4】

合金 No.	種別	配合組成 (wt%)						酸素量 (ppm)
		Nd	Dy	Pr	B	Fe	Co	
8	R-T-B系	21.79	20.0	5.89	1.10	71.22	—	—
9	R-T系	27.50	20.0	—	—	52.50	—	2800
9'		27.50	20.0	—	—	52.50	—	6800
10		27.50	20.0	—	—	20.00	32.5	2610
10'		27.50	20.0	—	—	20.00	32.5	5610

【0033】表4に示す合金の内、R-T-B系合金についてそれぞれ1100℃×20Hの均質化処理を行った後、500μm以下に粗粉碎し、R-T-B系合金粉末とした。R-T系合金No. 9、No. 10を大気中暴露して酸素量を増加させた合金粉末をNo. 9'、No. 10'とする。R-T系合金については、溶解凝固後、500μm以下に粗粉碎し、R-T系合金粉末とした。さらにR-T-B系合金粉末に対してR-T系合金粉末を配合比12.5wt%で混合し、これを窒素を粉碎媒体としたジェットミルによって平均粒径2～5μmになるように微粉碎した。得られた微粉碎粉を10kOeの磁界中で成形圧力2ton/cm²で横磁場成形し

た。成形体は真空中で1060℃×2hで焼結した後、Ar雰囲気中で900℃×2hの一次熱処理を行い、更に600℃×1hの二次熱処理を行った。以上の手順で得られた磁石の磁気特性を表5に示す。なお、表4に示す酸素量は、R-T系合金を粗粉碎した後の酸素量を表す。

【0034】表5より、同組成でありながらR-T系合金粉末の酸素量が低いものを使用することによって高い磁気特性が得られることがわかる。

【0035】

【表5】

合金 No.		R-T系合金 粉末酸素量 (ppm)	Br (kG)	iHc (kOe)	(BH) max (MG0e)
R-T-B系	R-T系				
8	9	3800	13.36	14.05	42.64
8	9'	6800	13.24	12.03	41.20
8	10	2610	13.38	10.74	42.73
8	10'	5610	13.30	8.57	40.18

【0036】(実施例4)純度95%以上のNd、Dy、B、Co、電解鉄を使用し高周波溶解によって表6に示す組成のR-T系合金を作製した。各合金についてミクロ組織をSEM(電解型電子顕微鏡)によって400倍の写真を撮影し、その写真よりR-T共晶の面積率*

※を求めた。また各合金を500μm以下に粉碎して粗粉末を作製し、酸素量を測定した。以上の結果を表6に示す。

【0037】

【表6】

No	組成 (wt %)				R-T共晶面積率 (%)	粗粉末酸素量 (ppm)
	Nd	Dy	Fe	Co		
11	70.0	—	30.0	—	71	5250
12	50.0	20.0	30.0	—	46	3850
13	55.0	—	45.0	—	37	2920
14	—	55.0	45.0	—	0	1570
15	27.5	20.0	25.0	27.5	3	2380

【0038】表6より、R-T共晶が減少すると粗粉末酸素量が減少することがわかる。また、No. 13、14を比較すると総希土類量が一定でもDyを添加した場合、R-T共晶の面積率が少なく、粗粉の酸素量が少ないことがわかる。

【0039】

【発明の効果】本発明により得られる希土類永久磁石は、添加元素を有効に活用することによって、保磁力が高く、残留磁束密度の低下のない優れた磁気特性を示し、今後高性能磁石として各種電気、電子機器用等多岐※

※に渡って利用されることが期待される。

【図面の簡単な説明】

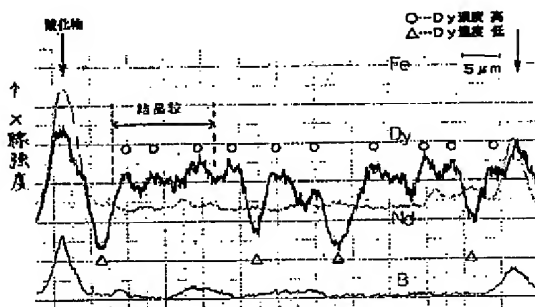
【図1】本発明の希土類永久磁石の組織を焼結過程とともに示す図である。

【図2】本発明の希土類永久磁石をEPMAにより線分析した分析データである。

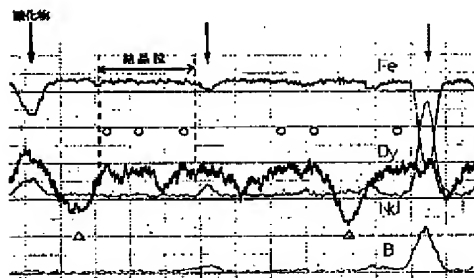
【図3】本発明の希土類永久磁石をEPMAにより線分析した分析データである。

【図4】単味組成の合金から得た希土類永久磁石をEPMAにより線分析した分析データである。

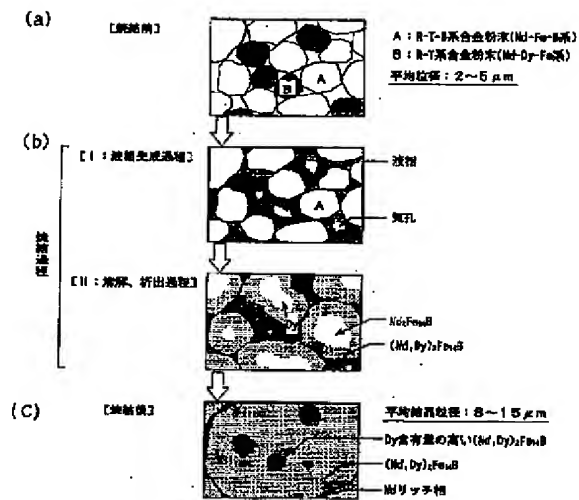
【図2】



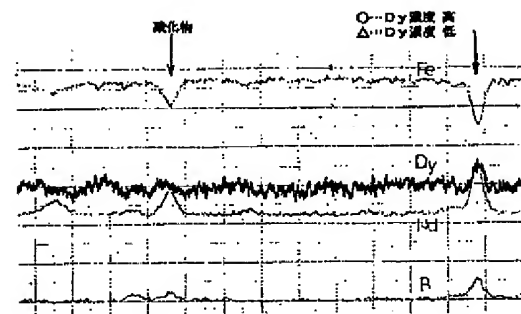
【図3】



【図1】



【図4】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/10

H 0 1 F 1/08

41/02

識別記号

片内整理番号

F I

技術表示箇所

G 8019-5E

(72)発明者 古城 勝彦

埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地日立金属株式会社
磁性材料研究所内

